# Модифицирование черных и цветных металлов в процессе пинчевых разрядов в парах воды

**Б. Ю. Богданович, Б. А. Калин, А. В. Нестерович**

Дана характеристика перспективного метода изменения структурно-фазового состояния и свойств материалов в процессе воздействия импульсных электрических разрядов в воде. Представлены экспериментальные результаты структурно-фазовых изменений в сталях А-35, 30Х3НМАФ и 45Х2МФА и цветных металлах (медь, титан, свинец) при воздействии периодического разряда в потоке жидкости (ПРПЖ). Формирование волны сжатия с мгновенным переходом в волну разрежения создает в обрабатываемых материалах сильное локальное деформирование и разогрев, сопровождаемые образованием участков, аналогичных металлическим шипам в автомобильной резине, происходит перестроение структуры материала и изменение фазового состояния. Масштаб и степень этих изменений при фиксированном ПРПЖ определяется природой сплавов, их составом и склонностью к структурным превращениям при импульсном воздействии разряда. Сформулированы рекомендации по применению ПРПЖ для упрочнения материалов деталей различных изделий, что расширяет технологические возможности современного машиностроения.

***Ключевые слова***: периодический разряд, структурно-фазовое состояние, сплавы, упрочнение материалов.

## Введение

Эксплуатационные характеристики изделий, такие как коррозионная и эрозионная стойкость, сопротивление разрушению, трению и износу, трещиностойкость и другие, зависят от структурно-фазового состояния (СФС) материалов, особенно в приповерхностных слоях. Наряду с традиционными методами формирования СФС в поверхностных слоях материалов или изделий, включающими химико-термическую обработку поверхности, получили признание современные методы модифицирования СФС поверхностных слоев воздействием на материалы концентрированными потоками энергии, ионно-плазменной обработкой поверхности, воздействием на материалы токов электрических разрядов и периодического разряда в потоке жидкости [1 – 5]. Каждый из методов имеет свои достоинства и недостатки. Разрабатываемый нами метод воздействия на материалы периодическим разрядом в потоке жидкости (ПРПЖ) обладает существенными особенностями.

Имеет место явное и сильное механическое воздействие на материал, причем действие наклепа материала анода простирается в весьма глубокие слои, сопровождается измельчением зерен и увеличением твердости. Большие механические давления на материал вызваны как действием электродинамических пондеромоторных сил в объеме металла, так и возникновением давления пинча в тонком слое анода, где плотность тока сосредоточена в пятне диаметром порядка 10 мкм и очень велика — сотни килоампер на квадратный миллиметр. Волна сжатия мгновенно переходит в волну разрежения. Наблюдается специфическое термическое воздействие [5]. В результате комплексного действия ПРПЖ в материалах наблюдаются изменения СФС.

Цель исследования — получение данных о степени изменения СФС в образцах сталей и цветных металлов в условиях ПРПЖ.

Основная цель обработки металлов в условиях ПРПЖ — это повышение твердости поверхности материалов для снижения коэффициента трения и износа.

Таблица 1

Составы основных исследуемых материалов

| Материал | Содержание основных химических элементов, масс. % | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | V | Ti | Al | $N_2$ | Fe |
| Сталь А-35 | 0,4 | 0,3 | 0,8 | 0,15 | 0,2 | — | 0,001 | 0,002 | 0,02 | < 0,02 | Основа |
| Сталь 30Х3НМАФ | 0,28 – 0,34 | 0,17 – 0,37 | 0,30 – 0,60 | 2,30 – 2,70 | 0,70 – 1,10 | 0,20 – 0,30 | 0,06 – 0,12 | — | 0,02 – 0,06 | 0,02 – 0,04 | Основа |
| Сталь 45ХН2МФА | 0,42 – 0,50 | 0,17 – 0,37 | 0,50 – 0,80 | 0,80 – 1,10 | 1,30 – 1,80 | 0,20 – 0,30 | 0,10 – 0,18 | — | — | ≤ 0,02 | Основа |
| Сталь 12Х18Н10Т | ≤ 0,12 | < 0,80 | 1,00 – 2,00 | 17,00 – 19,00 | 8,00 – 9,50 | — | — | 0,50 – 0,70 | — | — | Основа |

## Методика эксперимента

### *Материалы*

В работе исследовано изменение состояния и твердости автоматной стали А-35, перлитных сталей 30Х3НМАФ и 45Х2МФА, аустенитной стали 12Х18Н10Т после прокатки. Химический состав исследуемых материалов представлен в табл. 1. Образцы вырезали из полуфабрикатов, находящихся в состоянии поставки. Образцы для исследования трения и износа представляли собой шайбы диаметром 15 мм и толщиной 4 мм.

### *Методика обработки материалов ПРПЖ*

Принципиальная схема установки показана на рис. 1. Основным устройством для подачи разряда является полый металлический наконечник (*1*). Обрабатываемый материал (*3*) располагается на столике (*5*), который может перемещаться как автоматически, так и вручную. Наконечник (*1*) соединен с резервуаром жидкости (*7*) диэлектрическим трубопроводом (*8*). На наконечник (*1*) подается постоянный отрицательный потенциал от блока питания (*9*) с постоянным напряжением порядка 7 кВ. Образец (*3*) со столиком (*5*) находятся в диэлектрической камере (*6*). Избыток жидкости сливается через систему стока (*4*). При зазоре 3 – 15 мм между образцом и наконечником возникает периодический разряд (*2*) с частотой повторения $f \approx 50 - 300$ Гц. Дуговой разряд длительностью несколько десятков наносекунд “точечно” (диаметр кратера 5 – 20 мкм) воздействует на обрабатываемую поверхность. Скорость перемещения столика изменялась в пределах от 0,25 до 2,0 мм/с.

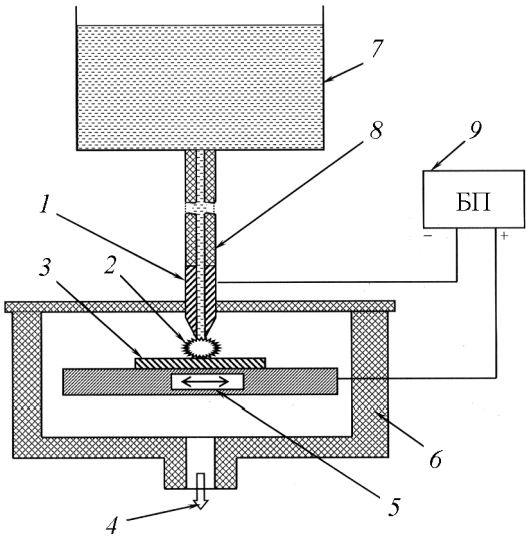



Рис. 1. Схема установки для обработки образцов в 1IPI1Ж: *1* — наконечник; *2* — область разряда; *3* — образец; *4* — система стока жидкости; *5* — столик; *6* — диэлектрическая камера; *7* — резервуар с жидкостью; *8* — диэлектрический трубопровод; *9* — блок питания.

Струя жидкости, истекающая из некоторого сосуда на плоскую поверхность, не сохраняет свою цилиндрическую форму. Как известно из [6], при этом возникает система капиллярных волн, неподвижных относительно этого препятствия. Так как через струю пропускается электрический ток от постоянно подзаряжаемого конденсатора большой емкости, то обычная неустойчивость в виде волнообразного искажения ровной цилиндрической струи [7] значительно усугубляется электрическими зарядами [8], накапливающимися на ее выступающих поверхностях. Благодаря наличию зарядов в струе жидкости возникнет расширяющее давление Фарадея – Максвелла [9].

Процесс разряда приводит к распаду сплошности жидкой массы и возникновению ударных волн, сопровождающихся мощным треском и выбросами части вещества на отдаленное, в масштабе эксперимента, расстояние (до десятков см).

При обработке образцов ПРПЖ варьировали следующие параметры: расстояние от поверхности образца до среза наконечника сопла (длина разряда),

Таблица 2

Влияние длины разряда на размеры кратеров

| Материал | Средний диаметр кратеров (мм) при длине разряда обработки, мм | | | |
|---|---|---|---|---|
| | 2 | 4 | 6 | 9 |
| Сталь 30Х3НМАФ | 0,17 | 0,25 | — | 0,39 |
| Сталь 45ХН2МФА | 0,20 | 0,30 | — | 0,40 |
| Сталь 12Х18Н10Т | 0,20 | 0,30 | — | 0,45 |

скорость перемещения столика относительно неподвижного наконечника, силу тока и мощность разряда. Длину разряда варьировали от 2 до 8 мм (табл. 2). Скорость перемещения образца при импульсной обработке изменяли 0,25 до 2 мм/с.

### *Методы исследования состояния и свойств материалов*

Микроструктурный анализ образцов проводили с использованием металлографических микроскопов (светового и бинокулярного). Исследовали структуру как непосредственно поверхностей, подвергнутых электроимпульсной обработке, так и металлографических шлифов, вырезанных перпендикулярно обрабатываемой поверхности. Металлографические шлифы после полирования подвергали травлению для получения контрастного рельефа и выявления структурных и фазовых составляющих.

Морфологию поверхности исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе “Тесла 340”.

Микротвердость ($H_\mu$) поверхности измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузках до 1,962 Н. Из-за малой толщины упроченных слоев микротвердость на поперечных шлифах измеряли при нагрузках на индентор не более 0,490 Н. Для определения средней микротвердости проводили измерения не менее чем по 20 отпечаткам и двум диагоналям. При этом в расчет принимали только те отпечатки, для которых различие в размерах диагоналей не превышало 5 %.

Рентгеновский фазовый анализ провели с использованием компьютерного банка данных PHAN, содержащего более 100 тысяч рентгенограмм. Количественный фазовый анализ выполняли методом Ритвельда с помощью программы PHAN%. Рентгенограммы для банка фаз количественного анализа рассчитывали по программе SPECTRUM.

Толщину анализируемого слоя, согласно [10], оценивали из выражения

$$h^* = \frac{1,5\sin\theta}{\mu},$$

где θ и μ — дифракционный угол и линейный коэффициент ослабления рентгеновских лучей для материала образца. В данном случае $\mu \approx 1200$ см$^{-1}$, поэтому величина $h^*$ составляла ≈ 4 мкм при θ = 20° и ≈ 10 мкм при θ = 50°. Поскольку по данным металлографического исследования толщина модифицированного слоя равна ≈ 15 мкм, то, следовательно, рентгеноструктурный анализ позволял исследовать состояние материала внутри этого слоя.

Для идентификации исходного состояния образца была снята дифрактограмма с необработанной стороны.

Трибологические испытания проводили на установке ФРИКЦИОН-1М, в которой реализована “пальчиковая” схема фрикционного контакта (рис. 2). Элементами такой схемы фрикционного контакта являются диск с плоской рабочей поверхностью и контр-тело — сферический индентор. В этой схеме коэффициент взаимного перекрытия близок к нулю. Это обеспечивает интенсивное воздействие окружающей среды и уменьшает влияние тепловых эффектов на результаты измерения. Применение сферического индентора позволяет снизить требования к точности взаимной ориентации элементов пары трения, что существенно упрощает конструкцию узла подвески индентора.

**Технические характеристики установки ФРИКЦИОН-1М**

| | |
|---|---|
| Вид главного движения | вращательное однонаправленное |
| Скорость вращения предметного столика, об/мин | 70 |
| Погрешность задания скорости, % | 10 |
| Максимальное биение образца-диска, мкм | ± 5 |
| Материал индентора | сталь ШХ |
| Диаметр сферы индентора, мм | 3,14 |

## Экспериментальные результаты

### *Изменение рельефа поверхности*

В результате воздействия ПРПЖ на поверхности всех изученных материалов образуются кратеры (рис. 3, 4), средний размер которых представлен в табл. 2. Из данных табл. 2 видно, что размеры кратеров на участках, подвергшихся оплавлению единичными импульсами, возрастают с увеличением длины разряда.

На рис. 3*а*, 3*б* представлены фотографии поверхности образца из титанового сплава ВТ5, подвергнутого воздействию ПРПЖ. Зона 1 расположена в

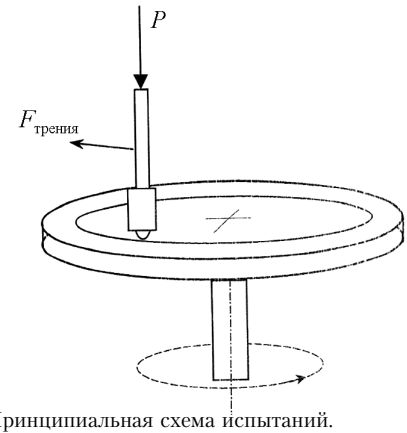



Рис. 2. Принципиальная схема испытаний.

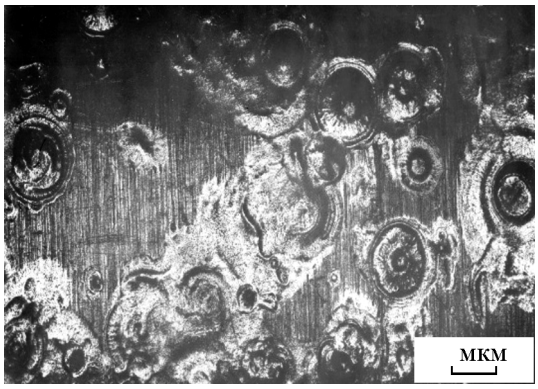
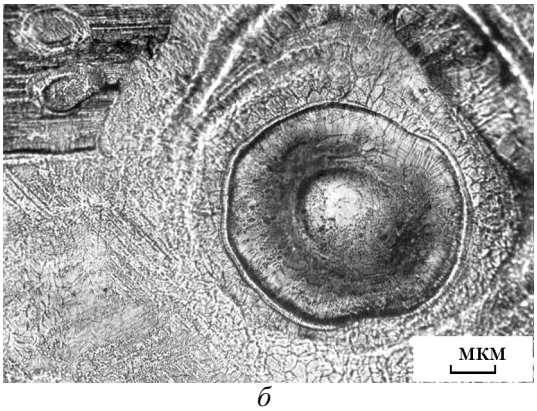



Рис. 4. Морфология поверхности стали А-35 (СЭМ).

центральной части участка образца, обработанного ПРПЖ, а зона 2 — на его периферии, где встречаются одиночные кластеры. На рис. 3*а* особенно хорошо видны строго ориентированные кристаллы, прилегающие к расплавленному центру кратера.

Металлографическое исследование зоны обработки показало, что поверхность, подвергнутая электроимпульсной обработке, представляет собой полосу шириной до 10 мм. В центральной части полосы кратеры (следы от отдельных импульсов) перекрывают друг друга. Чем дальше от средней линии, тем больше наблюдается отдельных кратеров, расстояние между которыми увеличивается по мере приближения к краю полосы воздействия.

*а*




*б*

Рис. 3. Титановый сплава ВТ5 после воздействия ПРПЖ: *а* — центральная часть, *б* — одиночный кратер в периферийной зоне.

На рис. 4 представлена морфология поверхности обработанной IIРПЖ стали А-353.

Анализ микроструктуры на границе перехода от зоны воздействия IIРПЖ к исходному состоянию образца отчетливо показывает, что в зоне воздействия ПРПЖ металл находился в жидком состоянии.

### *Измерение состояния материалов методом рентгеноструктурного фазового анализа*

Химический анализ исследуемой стали проводили на приборе JMS-07BM2 с лазерным источником ионов. Исследования показали, что химический состав стали соответствует марке А-35 (ГОСТ 1414-75).

Автоматная сталь А-35, отличается повышенной обрабатываемостью (с повышенным содержанием серы ~ 0,1 масс. %). В исходном состоянии имеет феррит-перлитную структуру.

Исследованиям подвергали образцы после воздействия ПРПЖ различной степени интенсивности на одну торцовую поверхность шайбы.

В качестве эталона (образец без напряжения) использовали отожжённый порошок $\alpha$-Fe. Фазовый анализ исследуемых образцов изучали на дифрактомерах ДРОН-4 и ДРОН-УМ с компьютером, позволяющим наблюдать дифракционную структуру и анализировать её с большой точностью (~ 5 %).

Съёмку проводили на Cu-излучателе с фокусировкой по Бреггу – Брентано [11], кроме этого в излучении был использован монохроматор и графит.

Известно, что съемка в Cu-излучателе даёт возможность изучать достаточно тонкие слои, так при $2\theta = 45 - 120°$ — $h^*$=2 – 5 мкм, где $h^*$ — толщина исследуемой зоны.

В необработанных методом ПРПЖ образцах рентгеноструктурным анализом обнаружена фаза $Fe_2(C)$ с периодом решетки $a \sim 2{,}876$ Å, что достаточно близко к периоду $a = 2{,}8664$ Å, соответствующему чистому α-Fe [10]. При сопоставлении линий рентгенограмм, полученных ионизационным методом, с образцом, не обработанным ПРПЖ, помимо линий α-Fe обнаруживаются линии, которые могут быть приписаны к фазе "аустенит" с ГЦК решеткой, период которой $a = 3{,}6$ Å. Количественный фазовый анализ, выполненный с помощью программы PHAN%, показал, что содержание фазы γ-Fe составляет 6 – 7 %.

Температуры начала и окончания мартенситного превращения в этой стали составляют приблизительно 350 °С и 200 °С, соответственно [12]. Дифракционные линии широкие, что свидетельствует о достаточно больших микронапряжениях и малых блоках, сформированных при предварительной обработке поверхности шлифованием. Так, ширина линии (310) α-фазы приблизительно в 4 раза выше, чем отожженного образца.

Поверхностный слой образца 1, обработанного с меньшей интенсивностью (напряжение ~ 3 – 4 кВ), содержит те же фазы, что и до обработки.

Однако, количество γ-фазы снизилось (уменьшилась интенсивность её линий). Считая, что это линия γ-Fe, его содержание уменьшилось приблизительно до 3 %. Кроме того, проведенная обработка привела к уширению дифракционных линий и их смещению в сторону больших дифракционных углов, то есть снижению величины периода решетки.

Таблица 3

Ширина профилей рентгеновских линий в образцах

| Образец | Индексы рентгеновской линии | Ширина профиля ретгеновской линии на половине высоты максимума, град. |
|---|---|---|
| Cu 1 сравнения | (311) | 0,52 |
| Cu 1 | (311) | 0,42 |
| Cu 2 | (311) | 0,27 |
| Cu 3 | (311) | 0,75 |
| Cu 4 | (311) | 0,17 |
| Cu 5 | (311) | 0,15 |
| Ti 1 сравнения | (103) | 0,21 |
| Ti 1 | (103) | 0,47 |
| Ti 2 сравнения | (103) | 0,23 |
| Ti 2 | (103) | 0,60 |
| Pb сравнения | (331) | 0,23 |
| Pb | (331) | 0,28 |

При исследовании образца с большим воздействием ПРПЖ (напряжение ~ 7 кВ) обнаружены только линии α-фазы. Линии ГЦК фазы здесь меньшей интенсивности, и они не видны. Однако в обоих исследованных образцах четко прослеживается тенденция к уширению дифракционных линий и их смещению в сторону больших углов. Можно утверждать, что в целом уширение линий после обработки ПРПЖ в образцах достаточно велико по сравнению с отожженным состоянием и для линии (310) превосходит приблизительно 5 – 6 раз ширину линий отожженного порошка α-железа.

Результаты измерения ширины профилей рентгеновских линий в образцах цветных металлов представлены в табл. 3.

### *Изменение твердости материалов*

В табл. 4 представлены значения твердости по Виккерсу стали А-35 в зоне воздействия ПРПЖ и вне ее. Обработку проводили токами $I = 300$ А со скоростью перемещения образца $V_п = 0{,}25$ мм/с.

Как видно из данных табл. 4, ПРПЖ-обработка существенно упрочняет сталь.

Таблица 4

Твердость поверхности стали А-35

| Твердость поверхности образца | |
|---|---|
| В исходном состоянии, HV | В зоне воздействия ПРПЖ, HV |
| 310,1 | 742,8 |
| 296,6 | 776,8 |
| 295,5 | 733,5 |
| 303,3 | 835,2 |

Значения микротвердости пакета сталей при токе разряда 300 А и в зависимости от расстояния от среза электрода до поверхности образца (длины разряда) и скорости перемещения образца представлены в табл. 5. В процессе эксперимента варьировали длину разряда и скорость перемещения образца. При исследовании влияния длины разряда скорость перемещения оставалась постоянной равной 0,50 мм/с, а при исследовании влияния скорости перемещения длина разряда равнялась 4 мм. Как видно из данных табл. 5 микротвердость после обработки выше микротвердости образцов в исходном состоянии.

Установлено существенное влияние условий обработки, например длины разряда, на микротвердость перлитных, углеродистых и инструментальных сталей и титановых сплавов (рис. 5), причем максимальный эффект наблюдали при длине разряда 2 – 4 мм.

Таблица 5

Микротвердость поверхности образцов после обработки ПРПЖ (МПа)

| Материал | Исходная микротвердость | Длина разряда, мм (I) | | | | Скорость перемещения, мм/с (II) | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | 2 | 4 | 6 | 9 | 0,25 | 0,50 | 1,00 | 2,00 |
| Сталь 30Х3НМАФ | 240 | 240 – 560 | 370 – 690 | — | 380 – 590 | 400 – 530 | 380 – 450 | 370 – 690 | 410 – 540 |
| Сталь 45ХН2МФА | 260 | 440 – 710 | 620 – 890 | — | 530 – 820 | — | 560 – 820 | 620 – 890 | — |
| Сталь 12Х18Н10Т | 260 | 200 – 240 | 180 – 240 | — | 180 – 250 | — | 200 – 250 | 180 – 240 | — |
| М76 | 300 – 400 | | | | 550 – 650* | | | | |
| Ст. 45 | 150 – 200 | | | | 700 – 800* | | | | |
| Ст. 20 | 90 – 170 | | | | 450 – 550* | | | | |
| У 8 | 250 – 350 | | | | 700 – 900* | | | | |
| Y10A | 960 | — | 870 – 1190 | — | — | — | — | 870 – 1190 | — |

Примечание: ошибки измерений составили не более 5%.
*Длина разряда — 4 мм, скорость перемещения — 0,5 мм/с

Микротвердость образцов из титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6 повышается в среднем на 35 – 60 % с увеличением величины разряда. Еще больший эффект получен на сталях. Этот факт позволяет рекомендовать длину разряда ~ 4 мм для максимального упрочнения указанных материалов.

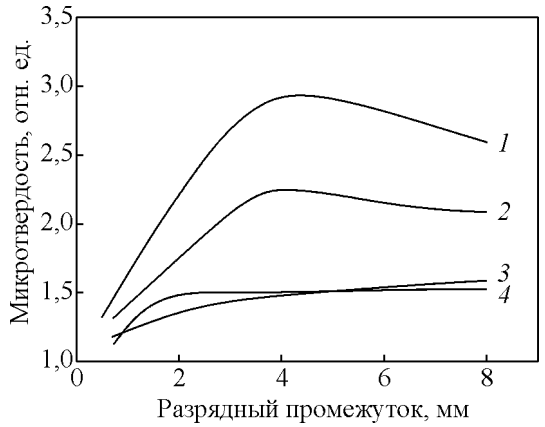



Рис. 5. Изменение микротвердости образцов при различных разрядных промежутках ($V$ = 1 мм/с, $J$ = 1 кА): *1* — сталь 45НХ2МФА; *2* — сталь 30Х3НМАФ; *3* — титановый сплав ОТ4-1; *4* — титановый сплав ВТ6.

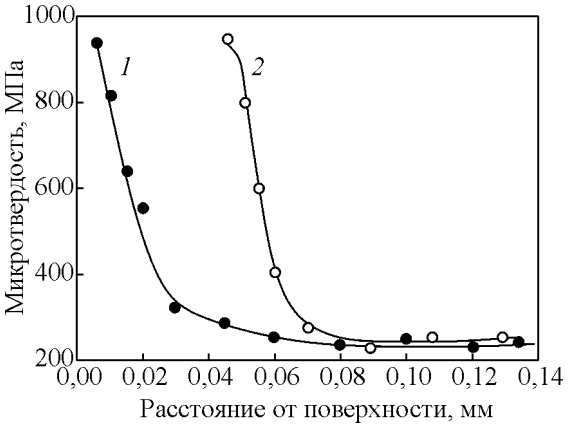



Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине сталь 45ХН2МФЛ после обработки ПРПЖ при разрядном промежутке, мм: 1 — 8; 2 — 2. $V$ = 1 мм/с, $J$ = 500 А.

Важно подчеркнуть, что микротвердость аустенитной стали 12Х18Н10Т снижается от 260 до 180 – 240 МПа (в зависимости от режимов обработки).

В целях уточнения режимов обработки изучено распределение микротвердости по глубине образца после ПРПЖ-обработки перлитной стали (рис. 6).

Как видно на рис. 6, микротвердость по глубине образца сталь 45ХН2МФЛ приведена для двух разрядных промежутков — 8 (кривая *1*) и 2 мм (кривая *2*), причем видно, что при коротком промежутке упрочнение наблюдается на большую глубину, но с глубины 0,06 мм эффект упрочнения по глубине резко снижается.

### *Износостойкость обработанных ПРПЖ-сплавов*

Трибологические испытания проводили с нагрузкой 55 г, радиус дорожек $R$ = 12,5 мм. Результаты трибологических испытаний при этой нагрузке представлены в табл. 6.

На рис. 7 представлена зависимость глубины образования канавки износа при трибологических испытаниях. Из него следует, что при обработке ПРПЖ износ образцов существенно ниже. Например, при времени испытания 800 с глубина канавки износа модифицированнного образца составляет около 1 мкм, а на образце в исходном состоянии глубина канавки износа превышает 3 мкм. Исследования структуры канавки износа с помощью оптической микроскопии показали, что модифицированный образец обладает повышенной износостойкостью и канавка образована в основном за счет пластической деформации области контакта со сферическим индентором, то есть износ поверхности за счет абразивной составляющей практически отсутствует.

Таблица 6

Сила трения и параметры дорожек при трибологических испытаниях образцов с нагрузкой 55 г

| Образец | Сила трения $F_{трения}$, г | | Ширина дорожки, мкм | Глубина дорожки, мкм |
|---|---|---|---|---|
| | $t$ = 0 с | $t$ = 800 с | | |
| Сталь 45, исходная | 11,7 | 28,6 | 219,3 | 5,6 |
| Сталь 45, закаленная | 13,0 | 23,0 | 222,1 | 5,7 |
| Сталь 45, после ПРПЖ | 8,4 | 22,7 | 158,0 | 3,4 |
| Сталь 45, облучение $Ar^+$, легирована Al, после ПРПЖ | 9,3 | 21,7 | 135,0 | 2,3 |
| Сталь 20, исходная | 13,0 | 29,4 | 221,2 | 5,5 |
| Сталь 20, облучение Ar+, легирована Al, после ПРПЖ | 10,2 | 22,5 | 144,3 | 3,3 |

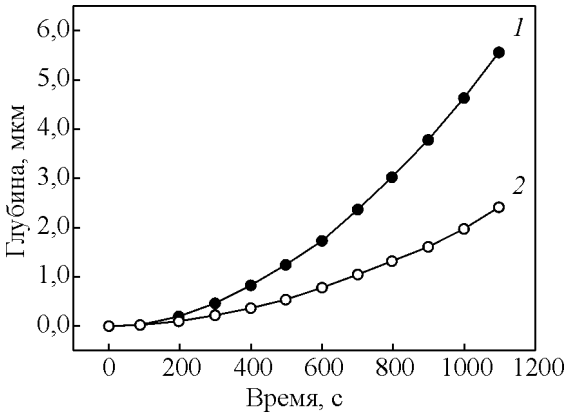



Рис. 7. Зависимость глубины канавки от времени испытания, нагрузка на индентор 30 г.

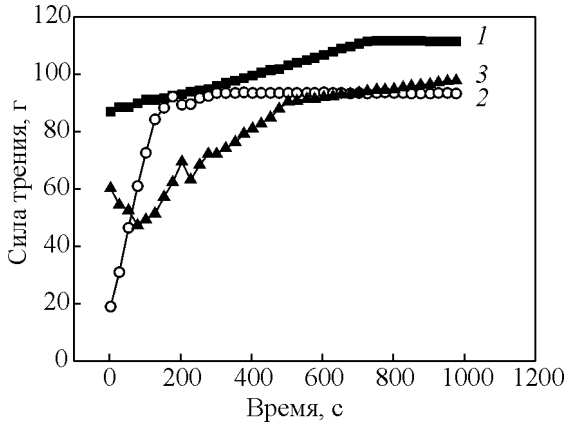



Рис. 8. Измерение силы трения от времени для образца из Стали 20: *1* — отожженый образец, *2* — закаленный образец, *3* — образец после ПРПЖ.

В случае образца в исходном состоянии и легированного только с помощью ПРПЖ характер ложа канавки свидетельствует о присутствии абразивной составляющей износа, частички которого образовались за счет выкрашивания упрочненных фрагментов поверхности в области контакта с индентором.

Выполненные измерения силы трения на образцах Стали 20, прошедших отжиг, закалку и обработку ПРПЖ, показали существенное увеличение износостойкости образцов после обработки (рис. 8). Анализ структуры поверхности в зоне трения (дорожки) позволяет предположить, что повышение износостойкости связано с существенным упрочнением слоя после воздействия ПРПЖ и со снижением способности трущихся поверхностей к слипанию после ионного облучения и легирования. В результате этого вклад в износ абразивной составляющей трения подавляется почти полностью.

## Обсуждение полученных результатов

### *Параметры ПРПЖ-обработки*

Экспериментальные данные, представленные выше, свидетельствуют о том, что упрочнение материалов определяется параметрами ПРПЖ обработки: величиной промежутка между концом насадки и образцом, скоростью перемещения образца под разрядом и током разряда. Варьирование разрядного промежутка изменяет величину вводимой в деталь мощности, приводит к увеличению напряжения разряда в 1,2 – 1,5 раза, что объясняется изменением нелинейного сопротивления разряда.

Варьирование скорости перемещения при постоянной частоте разрядов приводит к изменению количества импульсов на единицу площади поверхности образца и таким образом изменяет качество обработки и кратность воздействия в зоне обработки. Установлено, что увеличение скорости перемещения образцов ведет к снижению эффекта упрочнения, что видно из данных, представленных в табл. 7.

В условиях ПРПЖ имеет место явное механическое воздействие на материал. Наклеп, вызванный

Таблица 7

Микротвердость различных участков образца стали М 76 до и после обработки (МПа)

| Скорость обработки, мм/с | Величина микротвердости, МПа | |
|---|---|---|
| | До обработки | После обработки |
| 0,25 | 340 ± 30 | 700 |
| 0,5 | 340 ± 30 | 570 |
| 1,0 | 340 ± 30 | 557 |
| 2,0 | 340 ± 30 | 493 |
| 5 | 340 ± 30 | 412 |

пластической деформацией материала анода, простирается в весьма глубокие слои, исчисляемые сотнями микрометров. Происходит интенсивное измельчение зерен. Твердость материала после одного импульса увеличивается на 30 – 50 %, а при многократном воздействии — более чем в 2 раза, соответственно возрастает и прочность.

Динамическое давление, которое приводит к эффекту упрочнения, не может быть вызвано ударной волной, отслаиваемой от столба разряда. Во-первых, это слабая волна, так как основной ток протекает не в столбе. Однако, какой бы она ни была, энергия этой волны в условиях ПРПЖ в основном идет на разрыв струи и очень быстро рассеивается в неплотной газожидкостной атмосфере, — на анод подается незначительная её доля. О незначительности электромагнитного сжатия столба свидетельствуют и результаты скоростной киносъемки зоны разряда. Большие механические давления на материал должны вызываться другими источниками. Наиболее вероятным источником является действие электродинамических пондермоторных сил в объеме металла, или возникновение давления пинча в тонком слое анода. Волна сжатия, возникшая в пределах объема плазменного кристалла или заряженного фрактального кластера, проникшего в металл, при разрушении этого образования из-за ухода электронов мгновенно переходит в волну разрежения, которая сжимает металл вокруг него (эффект взрыва сосредоточенного заряда). Поскольку таких процессов в течение времени разряда емкости источника питания очень много, то возникает эффект квазинепрерывного давления на металл.

### *Эффективность упрочнения при ПРПЖ-обработке*

Основная цель ПРПЖ-обработки сплавов, поставленная в работе — это упрочнение поверхности и снижение износа. Эффект действия пинчевых разрядов в парах воды обусловлен, во-первых, механическим действием электродинамических пондеромоторных сил в объеме металла, или давлением пинча в тонком слое анода, где плотность тока сосредоточена в пятне диаметром порядка 10 мкм и достигает величин сотни килоампер на квадратный миллиметр, причем волна сжатия мгновенно переходит в волну разрежения, и, во-вторых, токи приводят к кратковременному разогреву и охлаждению металла, то есть быстрой закалке разогретого материала [13].

Формирование волны сжатия с мгновенным переходом в волну разрежения создает в обрабатываемых материалах сильное локальное деформирование и разогрев, сопровождаемые образованием участков, аналогичных металлическим шипам в автомобильной резине, происходит перестроение структуры материала и изменение фазового состояния. Масштаб и степень этих изменений при фиксированном ПРПЖ определяются природой сплавов, их составом и склонностью к структурным превращениям при импульсном воздействии разряда.

Стали аустенитного класса, представляющие собой относительно стабильный γ-твердый раствор легирующих элементов в железе с высокими пластическими характеристиками при воздействии ПРПЖ практически не изменяют своего структурно-фазового состояния, не испытывают наклеп и поэтому может происходить снижение твердости за счет релаксации остаточных внутренних напряжений.

Стали углеродистые, малолегированные в исходном состоянии имеют две фазы: феррит и перлит (или его разновидности: сорбит и троостит) и существенно упрочняются в процессе ПРПЖ обработки, так как поддаются термической обработке, сопровождаемой переходом углерода из карбидов в твердый раствор и наоборот [14]. Степень упрочнения при термической обработки в условиях ПРПЖ зависит от состава, концентрации углерода.

Спад зоны упрочнения вглубь материалов обусловлен снижением параметров закалки (температуры и скорости охлаждения).

Микротвердость поверхности образцов из титановых сплавов ОТ4-1 и ВТ6 повышается в среднем на 35 – 60 %. Это аномально высокое упрочнение не может быть объяснено обычными закалочными явлениями, поскольку при образовании мартенсита закалки у титановых сплавов не может наблюдаться таких высоких значений твердости. Известно, что максимальные значения твердости термически неупрочняемого сплава ОТ4-1 и термически упрочняемого сплава ВТ6 одинаковы (550 HV). С учетом этого можно предположить, что при упрочнении титановых сплавов основную роль играет поверхностное насыщение расплавленной зоны обработки кислородом и азотом из окружающей ионизированной среды. Эту версию подтверждает образование цветов побежалости на поверхности титановых образцов после обработки и малая толщина упрочненного слоя, практически не различимого при металлографическом анализе.

### Выводы

Разработана электротехнология на основе ПРПЖ для создания новых структурно-фазовых состояний в промышленных сталях и сплавах в процессе лока-

льного и одновременного воздействия механических нагрузок и температуры, эффективность применения которой для упрочнения приповерхностных слоев продемонстрирована на углеродистых сталях.

Уточнены параметры эффективного модифицирования состояния материалов воздействием ПРПЖ, в частности, оптимизированы размеры разрядного промежутка на уровне 4 – 8 мм, величины скорости перемещения образца в интервале 0,5 – 1,5 мм/с и значения тока разряда на уровне 1000 – 1200 А.

После электроимпульсной обработки зона упрочнения стальных и титановых образцов состоит из отдельных или перекрывающихся участков округлой формы диаметром 75 – 500 мкм, образовавшихся в результате быстрого расплавления и кристаллизации микрообъемов под действием единичного электрического высоковольтного разряда. Толщина слоя с измененной структурой достигает 120 мкм.

При увеличении дистанции обработки диаметр участков, в которых происходит перекристаллизация, увеличивается, а их глубина резко уменьшается.

Электроимпульсная обработка способствует значительному увеличению микротвердости отожженных образцов из сталей перлитного класса и титановых сплавов и снижает микротвердость катаной стали аустенитного класса.

Аномально высокая микротвердость поверхности титановых сплавов, полученная в результате обработки с применением высоковольтного периодического разряда, предположительно связана с насыщением поверхностных слоев кислородом и, возможно, азотом из окружающей ионизированной среды.

Следует указать на то, что ПРПЖ может иметь и более широкую область применения для обработки материалов, включая эрозионную обработку, очистку поверхности, создание поверхности с заданной шероховатостью, изменение коррозионных свойств, легирование в режиме перемешивания атомов покрытия и матрицы.

*Работа выполнена в рамках Соглашения № 14-19-00022 между Российским научным фондом, “Национальным исследовательским ядерным университетом “МИФИ” и руководителем проекта Богдановичем Б.Ю. о предоставлении гранта на проведение фундаментальных и поисковых научных исследований.*

**Литература**

1. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. Учебник. Под ред. Б.А. Калина. М.: Круглый год, 2001, 528 с.
2. Лень Е.Н., Тазетдинов Р.Г., Фетисов Г.П. Модели воздействия ПРПЖ на металлы. Физико-математическая модель деформационного воздействия. Технология металлов, 2003, № 3, с. 36 – 39.
3. Коненков Ю.К., Лень Е.Н., Нестерович А.В., Фетисов Г.П. Исследование периодического разряда в потоке жидкости. Технология металлов, 2001, № 12, с. 20 – 23.
4. Лень Е.Н., Нестерович А.В., Фетисов Т.П., Соколова Н.Х., Соколов В.С. Исследование структуры и свойств стальных образцов после воздействия ПРПЖ. Технология металлов, 2001, № 12, с. 23 – 30.
5. Алферов П.В., Богданович Б.Ю., Волков Н.В., Калин В.А., Лень Е.Н., Нестерович А.В. Повышение износостойкости титана путем обработки поверхности ПРПЖ с присадкой на основе алюминия. МИФИ, 2002, т. 9, с. 50 – 51.
6. Андронов А.А., Витт А.А., Хайкин С.Э. Теория колебаний, М.: Г.Ф.М.Л., 1959, 916 с.
7. Калашников С.Т. Электричество. М.: Наука, ГРФМЛит, 1985, 547 с.
8. Богданович Б.Ю., Фетисов Г.П. Модель теплового воздействия периодического разряда в потоке жидкости (ПРПЖ) на обрабатываемый материал. Инженерная физика, 2007, № 5, с. 2 – 7.
9. Золотых Б.Н. Физические основы электроискровой обработки металлов. М.: Машиностороение, 1966, 235 с.
10. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скоков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994, 328 с.
11. Иванов А.Н., Ягодкин Ю.Д. Рентгеноструктурный анализ поверхностного слоя (обзор). Заводская лаборатория, 2000, № 5, с. 24 – 35.
12. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986, 480 с.
13. Лень Е.Н., Тазетдинов Р.Г., Фетисов Г.П. Модели воздействия ГТРПЖ на металлы. Физико-математическая модель теплового воздействия. Технология металлов, 2003, № 4, с. 33 – 37.
14. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986, 544 с.

**References**

1. Gribkov V.A., Grigorev F.I., Kalin B.A., Yakushin V.L. *Perspektivnye radiacionno-puchkovye tekhnologii obrabotki materialov* [Prospective radiation beam materials processing technology]. Ed. by B. A. Kalin, Moscow, Kruglyj god Publ., 2001, 528 p.
2. Len’ E.N., Tazetdinov R.G., Fetisov G.P. Modeli vozdejstviya PRPZH na metally. Fiziko-matematicheskaya model’ deformacionnogo vozdejstviya [Models PDSF exposure to metals. Physical and mathematical model of information exposure]. *Tekhnologiya metallov — Metal technology* (In Russ.), 2003, no. 3, pp. 36 – 39.

3. Konenkov Yu.K., Len' E.N., Nesterovich A.V., Fetisov G.P. Issledovanie periodicheskogo razryada v potoke zhidkosti [Study aperiodic discharge in the water stream]. *Tekhnologiya metallov — Metal technology* (In Russ.), 2001, no. 12, pp. 20 – 23.
4. Len' E.N., Nesterovich A.V., Fetisov T.P., Sokolova N.H., Sokolov B.C. Issledovanie struktury i svojstv stal'nyh obrazcov posle vozdejstviya PRPZH [Investigation of the structure and properties of steel specimens after exposure PDSF]. *Tekhnologiya metallov — Metal technology* (In Russ.), 2001, no. 12, pp. 23 – 30.
5. Alferov P.V., Bogdanovich B.Yu., Volkov N.V., Kalin V.A., Len' E.N., Nesterovich A.V. *Povyshenie iznosostojkosti titana putem obrabotki poverhnosti PRPZH s prisadkoj na osnove alyuminiya* [Improved wear resistance of titanium by treatment PDSF surface doped by aluminum]. MEPhI Publ., 2002, no. 9, pp. 50 – 51. (In Russ).
6. Andronov A.A., Vitt A.A., Hajkin S.Eh. *Teoriya kolebanij* [Theory of oscillations], Moscow, G.F.M.L. Publ., 1959, 916 p. (In Russ.).
7. Kalashnikov S.T. *Elektrichestvo* [Electricity], Moscow, Nauka Publ., GRFMLit, 1985, 547 p. (In Russ.).
8. Bogdanovich B.Yu. Fetisov G.P. Model teplovogo vozdejstviya periodicheskogo razryada v potoke zhidkosti PRPZH na obrabatyvaemyj material [Model of thermal effects in the periodic discharge of water stream (PDSF) on the processed material]. *Inzhenernaya fizika — Engineering physics* (In Russ), 2007, no. 5, pp. 2 – 7.
9. Zolotyh B.N., *Fizicheskie osnovy elektroiskrovoj obrabotki metallov* [Physical bases spark metals], Moscow. Mashinostroenie Publ., 1966, 235 p. (In Russ.).
10. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skokov Yu.A. *Rentgenograficheskij i elektronno-opticheskij analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, MISIS Publ., 1994, 328 p. (In Russ.).
11. Ivanov A.N., Yagodkin Yu.D. Rentgenostrukturnyj analiz poverhnostnogo sloya (obzor) [X-ray diffraction analysis of the surface layer (review)]. *Zavodskaya laboratoriya — Industrial laboratory* (In Russ), 2000, no. 5, pp. 24 – 35.
12. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoj obrabotki* [The theory of heat treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 480 p. (In Russ.).
13. Len' E.H., Tazetdinov R.G., Fetisov G.P. Modeli vozdejstviya GTRPZH na metally. Fiziko-matematicheskaya model' teplovogo vozdejstviya [Models GTDSF exposure to metals. Physical and mathematical model of heat]. *Tekhnologiya metallov ? Metal technology* (In Russ), 2003, no. 4, pp. 33 – 37.
14. Gulyaev A.P. *Metallovedenie.* [Metal science. Textbook for high schools, 6th Edition]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 544 p. (In Russ).

*Статья поступила в редакцию 14.01.2016 г.*

***Богданович Борис Юрьевич*** *— Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ" (г. Москва, 115409, Каширское ш., 31), доктор технических наук, профессор, заведующий научно-исследовательской лабораторией, специалист в области ускорителей заряженных частиц и радиационных технологий. E-mail: bybogdanovich@mephi.ru.*

***Калин Борис Александрович*** *— Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ" (г. Москва, 115409, Каширское ш., 31), доктор физико-математических наук, профессор, специализация в области современное материаловедение. E-mail: BAKalin@mephi.ru.*

***Нестерович Александр Владимирович*** *— Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ" (г. Москва, 115409, Каширское ш., 31), доктор физико-математических наук, профессор, заведующий научно-исследовательской лабораторией, специалист в области физики пучков заряженных частиц и плазмы. E-mail: avnesterovich@mephi.ru.*

# Ferrous and non-ferrous metals modifying in process of pinch discharges in water stream

**B. Yu. Bogdanovich, B. A. Kalin, A. V. Nesterovich**

The paper gives characteristic of perspective method of structural-phase state and properties of materials modification pulse electric shock in the water. Experimental results of structural-phase changes in steels A-35, 30X3NMAF and 45H2MFA and non-ferrous metals (copper, titanium, lead) under the influence of periodic discharge in stream of fluid (PDSF) are presented. The formation of compression waves with instant transition in wave rarefaction creates strong local deformation and warming up in processed materials, accompanied by formation of domains similar to metal spikes in automotive rubber, material structure is being rebuilt and phase state changes. The scope and extent of these changes with a fixed PDSF is determined by the nature of alloy composition and susceptibility to structural transformations in pulse exposure level. Recommendations are given for application of PDSF in hardening of the material of various products that extends the technological capabilities of modern engineering.

***Keywords*:** periodic discharge, structural-phase state, alloys, strengthening of materials.

***Bogdanovich Boris*** *— National Research Nuclear University MEPhI (Russia, Moscow, 115409, Kashirskoe highway, 31), DrSci (Eng), professor, head of research laboratory, specialist in the field of particle accelerators and radiation technologies. E-mail: bybogdanovich@mephi.ru.*

***Nesterovich Alexandr*** *— National Research Nuclear University MEPhI (Russia, Moscow, 115409, Kashirskoe highway, 31), DrSci (Phys-Math), professor, manager of research laboratory, specialist in the field of physics of charged particle beams and plasma. E-mail: avnesterovich@mephi.ru.*

***Kalin Boris*** *— National Research Nuclear University MEPhI (Russia, Moscow, 115409, Kashirskoe highway, 31), DrSci (Phys-Math), professor, expert in the field of materials science. E-mail: BAKalin@mephi.ru.*